

19 BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

12 Offenlegungsschrift
10 DE 196 07 709 A 1

51 Int. Cl.⁸:
C 04 B 35/117
C 04 B 35/624
C 09 K 3/14
// C 04 B 35/119,
35/488, 35/577, 35/58,
35/596, 35/478, 35/495

21 Aktenzeichen: 196 07 709.5
22 Anmeldetag: 29. 2. 96
43 Offenlegungstag: 5. 9. 96

DE 196 07 709 A 1

30 Unionspriorität: 32 33 31

03.03.95 AT 384/95

71 Anmelder:

Treibacher Schleifmittel AG, Villach-Landskron, AT

74 Vertreter:

Grünecker, Kinkeldey, Stockmair & Schwanhäusser,
Anwaltssozietät, 80538 München

72 Erfinder:

Gottschamel, Georg, Dr., Treibach, AT

54 Keramisches Kompositmaterial

57 Bei einem keramischen Kompositmaterial für Schleifmittel, bestehend aus mindestens drei Gefügebestandteilen, von denen ein Gefügebestandteil als α - Al_2O_3 -Matrix und die übrigen Gefügebestandteile diskontinuierlich vorliegen, kann die Schleifleistung entscheidend dadurch verbessert werden, daß sich zumindest zwei diskontinuierliche Gefügebestandteile voneinander in der mittleren Partikelgröße um wenigstens den Faktor 10 unterscheiden, wenn beide Gefügebestandteile etwa gleiche Form aufweisen.

DE 196 07 709 A 1

Die Erfindung betrifft ein keramisches Kompositmaterial für Schleifmittel bestehend aus mindestens drei Gefügebestandteilen, von denen ein Gefügebestandteil als α - Al_2O_3 -Matrix und die übrigen als diskontinuierliche Gefügebestandteile mit gleicher Form aus der Gruppe kugelförmig, plättchen- oder whiskerförmig und unterschiedlicher mittlerer Partikelgröße vorliegen.

In einem üblichen Schleifmittel tragen neben der Bindung hauptsächlich die eingesetzten Schleifkörner zur Schleifwirkung bei. Während des Eingriffs in das Werkstück werden die Schleifkörner hohen Schnittgeschwindigkeiten ausgesetzt, dadurch wirken an den Spitzen der Körner relativ hohe Kräfte und Temperaturen. Die Körner müssen deshalb hart, zäh und chemisch inert sein. Neben einer hohen Festigkeit ist vor allem eine niedrige Kriechgeschwindigkeit bei hohen Temperaturen günstig.

Aus der EP 152 768 A1 bekannte gesinterte Schleifkörner aus reinem Al_2O_3 mit kleiner Kristallitgröße ($< 1 \mu\text{m}$) haben zwar hohe Härte, aber geringere Reißzähigkeit als übliche Aluminiumoxidkeramik. Die relativ hohe Kriechgeschwindigkeit und Duktilität (mehr als 13% bei 1200°C) führt zur Ausbildung, von fast ebenen Verschleißflächen mit hoher Reibung am Werkstück.

Aus der EP 491 184 A1 ist ein keramisches Kompositmaterial bekannt, bei dem die Bildung neuer Schneidkanten durch den Zusatz von Hartstoffkörnern angeregt wird. Mit einem derartigem Verbundschleifkörper sollen außerdem bestimmte schleiftechnische Vorteile erzielt werden. Dieses Material hat aber wegen der niedrigen Zähigkeit und der hohen Kriechgeschwindigkeit der Matrix einen zu hohen Verschleiß, vor allem bei höheren Anpreßdrücken oder Zustellungen.

Der Zusatz von anderen Stoffen führt in der Regel zu Reißzähigkeitserhöhung, die zwar bei einigen Anwendungen günstig ist, meist aber zu unerwünschter Abstumpfung der Kanten infolge Kriechens und zu hoher Temperaturbelastung des Werkstückes führt. In der EP 024 099 B1, der EP 293 163 A2, der EP 293 164 A2, der EP 504 132 A2 und der EP 368 837 A1 wird beispielsweise ZrO_2 oder Seltenerdoxid oder deren Verbindungen zugesetzt, die im Schleifkorngefüge in verschiedenen Verbindungen vorliegen, entweder in Form von Partikeln oder in Form von Plättchen.

Die WO 94/07969 A1 beschreibt ein Schleifkorn aus Aluminiumoxid mit Partikeln aus Zirkonoxid und Plättchen (Platelets) aus Aluminat. Die Größe der beiden zusätzlichen Gefügebestandteile liegt aber etwa in der gleichen Größenordnung. Die Dicke der Platelets ist etwa nur das 8-fache der Partikeldurchmesser, ihr Durchmesser maximal das 50-fache. Damit erzielt man eine hohe Reißzähigkeit von über $4 \text{ MPam}^{1/2}$.

Sehr hohe Festigkeiten werden gemäß der EP 311 289 B1 bei einem Verbundwerkstoff aus α - Al_2O_3 durch Einlagerung von feinsten SiC-Partikeln in die Al_2O_3 -Kristallite erhalten. Da die hohe Festigkeit die Entstehung neuer Kanten durch Bruch verzögert, ist allerdings keine gute Schleifleistung im allgemeinen zu erwarten.

Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist es, diesen Nachteil zu vermeiden und bei einem keramischen Kompositmaterial der eingangs genannten Art die Schleifleistungen entscheidend zu verbessern.

Erfindungsgemäß wird dies bei einem Kompositmaterial mit diskontinuierlichen Gefügebestandteilen mit gleicher Form dadurch erreicht, daß sich zumindest

zwei diskontinuierliche Gefügebestandteile voneinander in der mittleren Partikelgröße um wenigstens den Faktor 10 unterscheiden, wobei die mittlere Partikelgröße sich jeweils auf gleichnamige Abmessungen, also den Durchmesser bei kugel- oder plättchenförmigen, die Dicke bzw. Länge bei plättchen- oder whiskerförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteilen, bezieht.

Unter diskontinuierlichen Gefügebestandteilen sind dabei unzusammenhängende, nicht in Verbindung stehende, in die Matrix eingelagerte Bereiche des Gefüges zu verstehen. Als Gefügebestandteil im Sinne der vorliegenden Erfindung werden neben festen Gefügebestandteilen auch Poren, also gasgefüllte Hohlräume, die teils zwischen den Kristalliten liegen, gezählt.

Es müssen also im Falle von diskontinuierlichen Gefügebestandteilen gleicher Form folgende Grenzwerte gelten:

bei kugelförmiger Form: $d_2 > 10 \cdot d_1$, wobei d_2 der Durchmesser des gröberen und d_1 der Durchmesser des feineren Gefügebestandteiles ist;

bei Platelet- oder Whiskerform: $t_2 > 10 \cdot t_1$ und $d_2 > 10 \cdot d_1$, wobei t_2 bzw. t_1 die Dicke der Platelets oder Whisker des gröberen bzw. feineren Gefügebestandteiles, und d_2 bzw. d_1 der Durchmesser des gröberen bzw. feineren Gefügebestandteiles ist.

Wählt man einen der Gefügebestandteile mit anderer Form, zum Beispiel Platelets oder Whisker, sind für die Wirkung andere Verhältnisse notwendig:

Ist der diskontinuierliche Gefügebestandteil mit geringerer mittlerer Partikelgröße kugelförmig und der zumindest eine größere diskontinuierliche Gefügebestandteil platelet- oder whiskerförmig, so ist gemäß der Erfindung vorgesehen, daß die mittlere längere Abmessung des größeren diskontinuierlichen Gefügebestandteiles, das ist der mittlere Durchmesser bei plateletförmigen und die mittlere Länge bei whiskerförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteilen, zumindest um den Faktor 50, vorzugsweise zumindest um den Faktor 100 und die mittlere kürzere Abmessung des größeren diskontinuierlichen Gefügebestandteiles, das ist der mittlere Durchmesser der Platelets oder Whisker zumindest um den Faktor 10 größer ist als der mittlere Durchmesser des kugelförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteiles. Als Ungleichung aufgeschrieben bedeutet dies, daß gelten muß: $t > 10 \cdot d_k$ und $d > 50 \cdot d_k$, wobei d_k der mittlere Durchmesser des kugelförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteiles, t die Dicke der Platelets bzw. Whisker und d der Durchmesser der Platelets bzw. die Länge der Whisker ist.

Im umgekehrten Fall, wenn also der diskontinuierliche Gefügebestandteil mit kugelförmigen Partikeln größer ist als der diskontinuierliche Gefügebestandteil mit Platelet- oder Whiskerform, ist erfindungsgemäß vorgesehen, daß die mittlere längere Abmessung des kleineren diskontinuierlichen Gefügebestandteiles, das ist der Durchmesser bei plateletförmigen und die Länge bei whiskerförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteilen, weniger als ein Fünftel des mittleren Durchmessers des kugelförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteiles beträgt. Das bedeutet, daß folgende Grenzwerte einzuhalten sind: $d_k > 5 \cdot t$ und $d_k > 5 \cdot d$.

Überraschenderweise hat sich gezeigt, daß die Schleifleistung von gesintertem Aluminiumoxid entscheidend verbessert werden kann, wenn sich die Partikelgrößen der diskontinuierlichen Gefügebestandteile wesentlich voneinander um die angegebenen Werte unterscheiden.

Ohne daß ein wissenschaftlicher Beweis dazu v. rliegt,

könnte folgender Sachverhalt für den vorteilhaften erfindungsgemäßen Effekt verantwortlich sein:

Gewöhnlich wird zur Charakterisierung von Schleifkorn die Eindruckhärte (Vickershärte) bei Raumtemperatur verwendet. Die bei diesen niedrigen Temperaturen auftretende Verformung gibt aber nicht die volle Information über das zu erwartende Schleifverhalten, ähnliches gilt auch für die oft gemessene Reißzähigkeit (K1c) und Festigkeit.

Die zu Beginn des Schleifens vorliegenden Kanten unterliegen zuerst einem Abrundungsprozeß durch chemischen oder mechanischen Verschleiß, bei höheren Temperaturen aber auch durch Verformung (Kriechen). Die dadurch ansteigenden Reibungskräfte bewirken eine Temperaturerhöhung und Beschleunigung der Kriechverformung bis zum Bruch. Größe und Häufigkeit dieser Brüche werden durch die Duktilität, das ist die Verformung beim Kriechen bis zum Bruch, die Reißzähigkeit K1c, sowie durch die Größe und die Dichte der bruchauslösenden Fehlstellen beeinflusst. Jeder Bruch erzeugt neue Kanten, verbraucht aber auch das schleifaktive Korn.

Der feinste diskontinuierliche Gefügebestandteil erhöht durch Reißablenkung und Aufteilung in viele Mikrorisse die Reißzähigkeit und damit auch die Festigkeit des makrodefektfreien Materials, auch die Kriechgeschwindigkeit wird vermindert. Die trotzdem im Laufe des Schleifens beim Eingriff der Kanten ins Werkstück entstehende Abrundung führt zu erhöhten Kräften an den Kanten, die üblicherweise zum Temperaturanstieg und zum schlechten Schleifverhalten beitragen. Sind jedoch im Gefüge in bestimmten Entfernungen größere Gefügebestandteile vorhanden, die als bruchauslösende Fehlstellen wirken, bricht das Material an der Stelle ab, wo sich eines dieser größeren Partikel nahe der Kante befindet. Dadurch werden neue scharfe Kanten gebildet, ohne viel Schleifkorn zu verlieren. Ist die Entfernung und Größe der größten Partikel auf die Zähigkeit des Materials gut abgestimmt, ist ein gutes Schleifverhalten zu erwarten.

Die Zähigkeitserhöhung durch die feineren diskontinuierlichen Gefügebestandteile hängt von deren Zusammensetzung und Größe ab, bei Platelets bzw. Whisker nicht nur vom Durchmesser bzw. der Länge, sondern auch von deren Dicke. Die Wirkung der größeren Gefügebestandteile ist abhängig von ihrer größten Länge normal zur Spannungsrichtung, da nur die maximale Ausdehnung senkrecht zur Zugspannungskomponente der Schleifkräfte wesentlich ist (nach der in der Fachliteratur als Griffith-Beziehung bekannten Gleichung ist die Bruchspannung bei konstanter Zähigkeit K1c verkehrt proportional zur Größe des bruchauslösenden Defektes normal zur Spannungsrichtung).

Ist der größere Gefügebestandteil kugelförmig, so ist die Fehlergröße immer gleich dem Durchmesser.

Anders ist die Situation bei Platelets bzw. Whisker. Hier wirkt durch die regellose Anordnung in der Matrix immer nur ein Teil des Durchmessers bzw. Länge als Fehlergröße bei vorgegebener Richtung der Kräfte (Zugspannung). Dies ist eine Erklärung weshalb man bei Ausführungen mit dem größeren diskontinuierlichen Gefügebestandteil als Platelets bzw. Whisker höhere Durchmesser bzw. Längen benötigt als bei kugelförmigem Gefügebestandteil.

Es ist somit für jede Schleifanwendung möglich, die Größe und Häufigkeit der Brüche im Verhältnis zur Reißzähigkeit zu optimieren.

Zur Definition und Messung der mittleren Partikel-

größen: Die Ermittlung der mittleren Durchmesser erfolgt an Bildern, die entweder von polierten Schliffflächen mit REM oder von Dünnschliffen im TEM hergestellt werden. Gegebenenfalls sind die Schliffflächen zu ätzen, die Art der Ätzung hängt von der chem. Zusammensetzung ab. Die Messung der mittleren Durchmesser der Matrix und von annähernd runden Partikeln der diskontinuierlichen Gefügebestandteile erfolgt mittels Linienschnittverfahren, die zur Berechnung erforderlichen Formeln gibt für isometrische (equiaxed) Körner J.C. Wurst (J. Amer. Cer. Soc. (1972) .p. 109) an. Die Kristallitgrößenverteilung von runden Partikeln diskontinuierlicher Gefügebestandteile wird mittels Bildanalyse von äquivalenten Kreisdurchmessern und -flächen berechnet, was annähernd der Volumsverteilung entspricht.

Für andere Kristallitformen z. B. Platelets oder Whisker wird die größte Abmessung, die am Bild sichtbar wird, gemessen. Dazu sind Bildanalyseverfahren nötig. Die Größenverteilung wird in solchen Fällen als Anzahlverteilung berechnet, der Mittelwert als arithmetischer Mittelwert aller gemessenen Platelets oder Whisker.

Die chemische Zusammensetzung der eingelagerten Gefügebestandteile oder ihre Kristallstruktur kann dabei gleich oder unterschiedlich sein. Die diskontinuierlichen Gefügebestandteile werden bevorzugt aus der Gruppe Aluminate, CeO_2 , ZrO_2 , SiC , TiB_2 , Si_3N_4 , CeAlO_3 , $\text{Mg}_{x-1}\text{TiO}_2$, wobei x und y die Werte 0 oder 1, z einen Wert von 2 bis 5 annehmen kann, AlNbO_4 , Nioboxid und Poren gewählt. Die diskontinuierlichen Gefügebestandteile können (müssen aber nicht) aus dem gleichen Stoff bestehen, sie müssen sich nur in der Größe unterscheiden, so daß sie verschiedene Effekte auf die mechanischen Eigenschaften bewirken.

Die eingelagerten oder diskontinuierlichen Gefügebestandteile können aus allen Verbindungen (Vorläufern) erhalten werden, die bei den Verfahrensbedingungen zu stabilen Partikeln der oben definierten Partikelgrößen führen.

Bei den Aluminaten handelt es sich dabei um einen meist plateletförmigen Gefügebestandteil, der Korund-ähnliche Struktur bzw. beta-Aluminiumoxidstruktur (Raumgruppe P63/mmc) besitzt. Sie kann neben Ce, Ca und Al auch Cr, Mg und Ti in verschiedenen Mengen enthalten. Die allgemeine Formel für Aluminate lautet $(\text{ABCr})_x\text{Al}_2\text{O}_y$, wobei A ein zweiwertiges und B ein drei oder vierwertiges Ion ist, x Werte von 0 bis 1 und y einen Wert von 2 bis 4 annehmen kann. Auch die Anzahl der Ionen A, B, Cr in der Formeleinheit ist nicht immer gleich, wesentlich ist aber die Kristallstruktur, die zur Ausbildung von plättchenförmigen Kristallen führt. Vorläufer von Aluminaten sind beispielsweise Salze mit anorganischen oder organischen Säuren, Komplexe mit organischen Komplexbildnern und Oxide. Man kann also auch vorgebildete, käuflich erhältliche $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ Platelets zusetzen.

CeO_2 bildet fast kugelförmige Partikel, erhaltbar etwa aus Ceroxid und Salzen. ZrO_2 wird, wie bekannt, mit Ca, Ce, Y, Mg oder anderen Zusätzen stabilisiert und kann aus Oxid oder Zirkonylsalzen erhalten werden.

SiC und andere Hartstoffe wie TiB_2 , Si_3N_4 etc. können in jeder kristallographischen Modifikation eingesetzt werden oder sie entstehen als Reaktion von Kohlenstoff, Stickstoff, Bor etc. mit Oxiden oder Metallen unter reduzierenden Bedingungen.

Die Verbindung CeAlO_3 bildet sich nur unter reduzierenden Bedingungen, beispielsweise aus Ce-Salzen oder

Ce-Oxiden.

Die Formel $Mg_xTi_yO_z$ steht für eine Verbindung mit nicht genau bestimmter Kristallstruktur, welche sich bei Anwesenheit von Mg und Ti bildet, besonders beim Zusatz als $MgTiO_3$. Die chemische Zusammensetzung kann dabei sehr variieren. Die Werte für x bzw. y können 0 oder 1 sein, z kann einen Wert von 2 bis 5 annehmen. Die Verbindung kann beispielsweise Rutil mit $x=y=1$ und $z=2$ sein.

$AlNbO_4$ entsteht im wesentlichen aus Nb_2O_5 und Al_2O_3 .

Poren sind gasgefüllte Hohlräume, welche, teils zwischen, teils in den Kristalliten liegen. Die Poren können beispielsweise durch Zugabe von Latex-Kugeln oder anderen bei niedriger Temperatur vollständig verbrennbaren Stoffen gebildet werden.

Der feinere diskontinuierliche Gefügebestandteil kann sich teilweise oder ganz an Korngrenzen bzw. im Inneren der Al_2O_3 -Kristallite befinden. Der gröbere Gefügebestandteil befindet sich fast zur Gänze zwischen den α - Al_2O_3 -Kristalliten. Die Menge des gröberen Gefügebestandteiles soll so bemessen werden, daß der mittlere Abstand zwischen zwei Partikeln des diskontinuierlichen Gefügebestandteiles mehr als das 10-fache der mittleren Kristallitgröße der Al_2O_3 -Matrix beträgt.

Die Messung der Härte erfolgt nach der Vickers Indenter Methode mit einer Eindruckskraft von 500 p (=4,9 N). Die Messung der Reißzähigkeit K_{1c} wird ebenfalls mit dem Vickersindenter bestimmt. Die Eindruckskraft beträgt 1 kp (=9,81 N) und wird 30 s lang aufrecht erhalten. Die Auswertung der Risse erfolgt im Mikroskop. Die Reißzähigkeit wird nach der Formel von G.R. Anstis (J. Amer. Cer. Soc. 64 (1981) 9,533-538) berechnet und als Mittelwert von mindestens 20 Einzelwerten angegeben.

Die Kriechgeschwindigkeit wird im Druckversuch an Probekörpern $5 \times 5 \times 8$ mm gemessen. Die Probe wird auf die Prüftemperatur aufgeheizt. Dann wird bei konstanter Temperatur eine Druckbelastung von 50 MPa aufgebracht. Die Verformung wird bis zum Erreichen der konstanten Verformungsgeschwindigkeit des sekundären Kriechbereichs verfolgt. Diese wird gemeinsam mit der Prüftemperatur angegeben.

Die Herstellung der erfindungsgemäßen Materialien kann nach allen bekannten keramischen Verfahren erfolgen, die es erlauben, die für Schleifkorn nötigen kantigen Stücke zu erzeugen.

Die üblichen Verfahrensschritte umfassen: Verarbeitung der Pulver durch Mischen, Naß- oder Trocknungsmahlung, Formgebung, Trocknung, Calciniierung und Sintern, gegebenenfalls auch mit Zerkleinerung der geformten Stücke nach der Trocknung oder Sinterung.

Als Rohstoffe kommen alle Al-haltigen Verbindungen in Frage, hauptsächlich α - und γ - Al_2O_3 , weiters auch der Pseudoböhmit des aus der EP 024 099 B1 bekannten Sol-Gel-Verfahrens.

Je nach für die Anwendung vorteilhafter Kristallitgröße der α - Al_2O_3 -Matrix werden verschiedene Sinterverfahren wie Heißpressen, Gasdrucksintern oder druckloses Sintern verwendet. Zur Herstellung besonders feinkörniger Gefüge ist das Sol-Gel-Verfahren, gegebenenfalls unter Zusatz diverser Keimbildner, vorteilhaft.

Als Peptisator im Sol-Gel-Verfahren können alle einwertigen Säuren, wie Salpetersäure, Salzsäure, Ameisensäure usw. verwendet werden, weiters ist gegebenenfalls die Verwendung von anorganischen oder organischen Dispergiermitteln, wie Sulfonaten, anionischen,

neutralen oder kationischen Polymeren bei der Naßmahlung und Formgebung nützlich.

Als Kristallwachstumsinhibitoren können alle dafür bekannten Zusätze wie α -Aluminiumoxid, MgO , Cr_2O_3 , Ti_2O_3 etc. in Mengen bis zu 1 Gew.% zugesetzt werden.

Gegenstand dieser Erfindung ist auch die Verwendung der beschriebenen Materialien als Schleifkorn zur Herstellung von Schleifmitteln oder Schleifwerkzeugen.

Im folgenden wird die Erfindung an Hand von Beispielen erläutert, ohne damit jedoch Einschränkungen in den speziellen Ausformungen festzusetzen:

Beispiele 1 bis 12

1000 g Pseudoböhmit (Disperal, Fa Condea) und 15 g Magnesiumoxid wurden in 4000 g entmineralisiertes Wasser eingerührt. Der pH-Wert der Suspension wurde durch portionsweise Zugabe von Salpetersäure auf ca. 2,5 eingestellt, wobei etwa 40 g 65%ige Salpetersäure nötig waren. Diese Suspension wurde ca. 30 min unter Rühren evakuiert, um eventuell eingeschlossene Luft zu entfernen. Danach wurden verschiedene Zusätze eingerührt, wie im folgenden angegeben ist:

Beispiel 1

In die Suspension wurden 900 g Pseudoböhmit (Disperal), 7,4 g Cernitrat-hexahydrat, 12,3 g Calciumnitrattetrahydrat, 14,6 g α -Aluminiumoxid CS4000 und 73 g Siliziumcarbid F600 mit einer mittleren Partikelgröße von 25 μ m eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1300°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 2

In die Suspension wurden 4,4 g Ceroxid CeO_2 eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 900 g Pseudoböhmit (Disperal), 11 g Cernitrat-hexahydrat, 18,4 g Calciumnitrattetrahydrat, 14,6 g α -Aluminiumoxid CS4000 und 11 g Latexkugeln mit einer mittleren Partikelgröße von 30 μ m eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1300°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 3

In die Suspension wurden 2,8 g Ceroxid CeO_2 eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 900 g Pseudoböhmit (Disperal) und 4 g Latexkugeln mit einer mittleren Partikelgröße von 6 μ m eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1400°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 4

In die Suspension wurden 7,7 g mit Magnesiumoxid stabilisiertes Zirkonoxid (3% MgO) eingerührt. Die

Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 3,9 g Ceroxid CeO_2 mit einer mittleren Partikelgröße von 2 μm eingerührt. Die Suspension wurde unter Rühren auf das halbe Volumen eingedampft. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1350°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 5

In die Suspension wurden 6,1 g Siliziumcarbid mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 30 nm und 0,8 g Siliziumcarbid mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 0,8 μm eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen und anschließend in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 800°C im Kammerofen 4 Stunden lang gegläht. Anschließend wurden die Körner mit 1000 g feinem Graphitpulver gemischt und diese Mischung in einer HeiÙpresse bei 1300°C und einem Druck von 40 MPa 5 Stunden lang gesintert. Die Körner wurden mechanisch vom Graphit gereinigt und zusätzlich bei 1000°C 1 Stunde nachgegüht, um allen Graphit zu entfernen.

Beispiel 6

In die Suspension wurden 7,7 g Ceraluminat CeAlO_3 , das zuvor durch NaÙmahlung in einer Rührwerkskugelmühle auf eine Partikelgröße von ca. 0,3 μm gebracht worden war, eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 7,7 g Zirkonoxid mit einer mittleren Partikelgröße von 5 μm eingerührt. Die Suspension wurde unter Rühren auf das halbe Volumen eingedampft. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1400°C im Kammerofen unter Stickstoffspülung 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 7

In die Suspension wurden 7,7 g Magnesiumtitanat MgTiO_3 mit einer spezifischen Oberfläche von 160 m^2/g eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 11 g Nioboxid Nb_2O_5 eingerührt. Die Suspension wurde unter Rühren auf das halbe Volumen eingedampft. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1400°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 8

In die Suspension wurden 15,4 g Aluminiumniobat, das zuvor durch NaÙmahlung in einer Rührwerkskugelmühle auf eine Partikelgröße von ca. 0,2 μm gebracht worden war, eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 7,7 g Aluminiumoxid

CS4000 und 6 g Latexkugeln mit einer mittleren Partikelgröße von 30 μm eingerührt. Die Suspension wurde unter Rühren auf das halbe Volumen eingedampft. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1300°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 9

In die Suspension wurden 14,6 g Siliziumcarbid mit einer Partikelgröße von ca. 25 μm , 21 g α -Aluminiumoxid CS4000, 7,5 g Latexkugeln mit einer mittleren Partikelgröße von 150 nm und 900 g Pseudoböhmit (Disperal) eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1250°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 10

In die Suspension wurden 7,3 g Magnesiumtitanat MgTiO_3 mit einer spezifischen Oberfläche von 160 m^2/g eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 900 g Pseudoböhmit (Disperal) und 2 g Latexkugeln mit einer mittleren Partikelgröße von 7 μm eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1450°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 11

In die Suspension wurden 900 g Pseudoböhmit (Disperal), 7,4 g Cernitathexahydrat, 12,3 g Calciumnitrat-tetrahydrat, 5,8 g Chromoxid Cr_2O_3 , 1,4 g α -Aluminiumoxid CS4000 und 14,6 g Magnesiumtitanat MgTiO_3 mit einer spezifischen Oberfläche von 0,5 m^2/g eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1400°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 12

In die Suspension wurden 15,4 g Titandiborid TiB_2 eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 7,7 g α -Aluminiumoxid CS4000, 3,9 g Siliziumcarbid F600 und 2 g Latexkugeln mit einer mittleren Partikelgröße von 150 nm eingerührt. Die Suspension wurde unter Rühren auf das halbe Volumen eingedampft. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1400°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiele 13 bis 17

1000 g Aluminiumoxid Ucar A (Union Carbide) mit einer Partikelgröße von ca. 0,3 μm und 10 g Magnesiumoxid wurden in 1000 g Wasser eingerührt. Als Verflüssi-

ger wurden 2 g Darvan C zugesetzt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidmahlkugeln gemahlen und anschließend 30 min evakuiert, um die eingeschlossene Luft zu entfernen.

Beispiel 13

In die Suspension wurden 6,3 g Cernitrathexahydrat, 10 g Calciumnitrattetrahydrat und 10,4 g Latexkugeln mit einer mittleren Partikelgröße von 30 µm eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde gefriergetrocknet. Das getrocknete Pulver wurde in Hartmetallformen uniaxial gepreßt. Der Preßdruck betrug 400 MPa. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1500°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 14

In die Suspension wurden 10 g Siliziumcarbid mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 25 µm und 5 g Cer-oxid CeO_2 mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 0,2 µm eingerührt. Die Suspension wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 800°C im Kammerofen 4 Stunden lang gegläht. Anschließend wurden die Körner mit 1000 g feinem Graphitpulver gemischt und diese Mischung in einer Heipresse bei 1300°C und einem Druck von 40 MPa 5 Stunden lang gesintert. Die Körner wurden mechanisch vom Graphit gereinigt und zusätzlich bei 1000°C 1 Stunde nachgeght, um allen Graphit zu entfernen.

Beispiel 15

In die Suspension wurden 3,6 g Nioboxid Nb_2O_5 mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 10 µm und 10 g mit Magnesiumoxid stabilisiertes Zirkonoxid (3% MgO) mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 0,3 µm eingerührt. Die Suspension wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1600°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 16

In die Suspension wurden 40 g Ceraluminat CeAlO_3 mit einer mittleren Partikelgröße von 30 µm und 1 g Siliziumcarbid SiC mit einer mittleren Partikelgröße von 30 nm eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde gefriergetrocknet. Das getrocknete Pulver wurde in Graphitformen bei 1400°C uniaxial heißgepreßt. Der Preßdruck betrug 40 MPa. Die dabei entstehenden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert und gesiebt.

Beispiel 17

In die Suspension wurden 6 g Ceraluminat CeAlO_3 , das zuvor durch Namahlung in einer Rührwerkskugelmühle auf eine Partikelgröße von ca. 0,3 µm gebracht worden war, und 9 g Magnesiumtitanat MgTiO_3 mit einer mittleren Partikelgröße von 3 µm eingerührt. Die Suspension wurde in einer Ringspaltkugelmühle mit Zirkonoxidkugeln dispergiert. Die Suspension wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei

entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1500°C im Kammerofen unter Stickstoffspülung 4 Stunden lang gesintert.

Beispiele 18 bis 23

1000 g Pseudoböhmite (Disperal, Fa. Condea) wurden im Kammerofen in Aluminiumoxidschalen bei 1000°C 2 Stunden lang geght. Das Pulver enthielt danach nur delta- und theta-Aluminiumoxid und wurde mit 10 g Magnesiumoxid und gegebenenfalls anderen Zusätzen in 1000 g Wasser eingerührt. Als Verflüssiger wurde 1 g Darvan C zugesetzt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidmahlkugeln gemahlen und anschließend 30 min evakuiert, um die eingeschlossene Luft zu entfernen.

Beispiel 18

In die Suspension wurden vor der Namahlung 3,8 g Magnesiumtitanat MgTiO_3 mit einer spezifischen Oberfläche von 160 m²/g eingerührt. Anschließend wurden 7,7 g Siliziumcarbid SiC mit einer mittleren Partikelgröße von 25 µm eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1500°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 19

In die Suspension wurden vor der Namahlung 1,5 g Siliziumcarbid mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 30 nm eingerührt. Nach der Mahlung wurden 0,8 g Siliziumcarbid SiC mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 0,8 µm eingerührt. Die Suspension wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 800°C im Kammerofen 4 Stunden lang geght. Anschließend wurden die Körner mit 1000 g feinem Graphitpulver gemischt und diese Mischung in einer Heipresse bei 1300°C und einem Druck von 40 MPa 5 Stunden lang gesintert. Die Körner wurden mechanisch vom Graphit gereinigt und zusätzlich bei 1000°C 1 Stunde nachgeght, um allen Graphit zu entfernen.

Beispiel 20

In die Suspension wurden vor der Namahlung 7,7 g Siliziumcarbid mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 0,8 µm eingerührt. Nach der Mahlung wurden 15,4 g Siliziumcarbid SiC mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 25 µm und 7 g Aluminiumoxid CS 4000 eingerührt. Die Suspension wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1400°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 21

In die Suspension wurden vor der Namahlung 1,5 g Siliziumcarbid SiC mit einer mittleren Partikelgröße von 30 nm eingerührt. Nachher wurden 2,3 g Titanitrid TiN mit einer mittleren Partikelgröße von 0,8 µm und 7,7 g Siliziumcarbid SiC mit einer mittleren Partikelgröße

Be von 25 µm eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde gefriergetrocknet. Das getrocknete Pulver wurde in Graphitformen bei 1400°C uniaxial heißgepreßt. Der Preßdruck betrug 40 MPa. Die dabei entstehenden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert und gesiebt.

Beispiel 22

In die Suspension wurden vor der Naßmahlung 1,5 g Magnesiumtitanat $MgTiO_3$ mit einer spezifischen Oberfläche von 160 m²/g und 3,8 g Siliziumnitrid Si_3N_4 mit einer mittleren Partikelgröße von 0,5 µm eingerührt. Nachher wurden 1,5 g Aluminiumoxid CS4000 und 2 g Latexkugeln mit einer mittleren Partikelgröße von 9 µm eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1450°C im Kammerofen 4 Stunden lang unter strömendem Stickstoff gesintert.

Beispiel 23

In die Suspension wurden vor der Naßmahlung 6,2 g Siliziumcarbid mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 30 nm eingerührt. Nach der Mahlung wurden 3,9 g Cernitrathexahydrat, 6,5 g Calciumnitratettrahydrat und 7,7 g α-Aluminiumoxid CS4000 eingerührt. Die Suspension wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 800°C im Kammerofen 4 Stunden lang gegläht. Anschließend wurden die Körner mit 1000 g feinem Graphitpulver gemischt und diese Mischung in einer Heißpresse bei 1300°C und einem Druck von 40 MPa 5 Stunden lang gesintert. Die Körner wurden mechanisch vom Graphit gereinigt und zusätzlich bei 1000°C 1 Stunde nachgegläht, um allen Graphit zu entfernen.

Beispiele 24 bis 27: Vergleichsbeispiele

Für die Vergleichsbeispiele 24 bis 27 wurde die Suspension wie für Beispiele 1 bis 12 hergestellt. Wie im folgenden beschrieben, wurden im Beispiel 24 kein; in den Beispielen 26 und 27 jeweils nur ein diskontinuierlicher Gefügebestandteil und in Beispiel 25 zwei diskontinuierliche Gefügebestandteile ähnlicher Größe zugesetzt.

Beispiel 24

In die Suspension wurden 900 g Pseudoböhmit (Disperal) und 14,6 g α-Aluminiumoxid CS4000 eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1300°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Beispiel 25

In die Suspension wurden 29 g ZrO_2 mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 0,03 µm eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Zirkonoxidkugeln gemahlen. Anschließend wurden 900 g Pseudoböhmit (Disperal) und 14,6 g α-Aluminiumoxid CS4000 eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in

Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 800°C im Kammerofen 4 Stunden lang kalziniert. Die kalzinierten Körner wurden mit 900 g einer wäßrigen Lösung von Lanthannitrat, Magnesiumnitrat und Yttriumnitrat infiltriert. Die Konzentrationen der Nitrate wurden so gewählt, daß im gesinterten Produkt 3% La_2O_3 , 1,5% Y_2O_3 und 1,3% MgO enthalten waren. Die infiltrierten Körner wurden getrocknet und bei 1300°C im Kammerofen gesintert.

Beispiel 26

In die Suspension wurden 6,1 g Siliziumcarbid mit einer mittleren Partikelgröße von ca. 30 nm eingerührt. Die Suspension wurde in einer Rührwerkskugelmühle mit Aluminiumoxidkugeln gemahlen und anschließend in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 800°C im Kammerofen 4 Stunden lang gegläht. Anschließend wurden die Körner mit 1000 g feinem Graphitpulver gemischt und diese Mischung in einer Heißpresse bei 1300°C und einem Druck von 40 MPa 5 Stunden lang gesintert. Die Körner wurden mechanisch vom Graphit gereinigt und zusätzlich bei 1000°C 1 Stunde nachgegläht, um allen Graphit zu entfernen.

Beispiel 27

In die Suspension wurden 900 g Pseudoböhmit (Disperal), 14,6 g α-Aluminiumoxid CS4000 und 73 g Siliziumcarbid F600 mit einer mittleren Partikelgröße von 25 µm eingerührt. Die zähflüssige Masse wurde in Polypropylenschalen bei 110°C getrocknet. Die dabei entstehenden spröden Stücke wurden auf die erforderliche Korngröße zerkleinert, gesiebt und bei 1300°C im Kammerofen 4 Stunden lang gesintert.

Mit den hergestellten Materialien wurden verschiedene Schleifkörper hergestellt und getestet. Als Beispiele sind für 2 verschiedene Anwendungen die Ergebnisse in der Tabelle enthalten.

Es wurden dabei an Hand folgender Ausführungen die Schleifleistung ermittelt:

a) Schleifbänder mit Korngröße 36 zum Schleifen einer Nickelbasislegierung. Angegeben ist die bis zur Erschöpfung abgetragene Materialmenge in Prozent, bezogen auf das Vergleichsbeispiel 24.

b) Schleifscheibe mit Korngröße 60 zum Schleifen von Werkzeugstahl HSS. Angegeben ist das Verhältnis Abschleiß zu Scheibenverschleiß in Prozent, wieder bezogen auf das Vergleichsbeispiel 24.

In der Tabelle sind die Daten und Meßwerte für alle Beispiele zusammengefaßt, wobei KGA die Kristallitgröße der Al_2O_3 -Matrix in µm, KG1, KG2, KG3 die mittleren Durchmesser der diskontinuierlichen Gefügebestandteile in µm, KRG die Kriechgeschwindigkeit in 10⁻⁷/s und HV die Vickers-Härte in GPa, K1c die gemessene Rißzähigkeit in MPa^{1/2} bedeutet. Die Dicke der Platelets betrug zwischen 1/10 und 1/5 ihres Durchmessers.

Die Ergebnisse zeigen, daß diese Materialien in fast allen untersuchten Anwendungsfällen eine geringere Schleifleistung als die meisten Materialien mit Kombinationen von 2 diskontinuierlichen Gefügebestandteilen

haben. Weiters zeigt sich auch deutlich, daß nicht alle Kombinationen für alle Schleifoperationen gleich gut geeignet sind. Es ist mit diesem Verfahren möglich, verschiedenste Anwendungen durch gezielte Auswahl der Zusätze und deren Partikelgrößen optimal zu versorgen, ohne daß bei der Herstellung völlig verschiedene Technologien angewendet werden müssen.

Patentsprüche

1. Keramisches Kompositmaterial für Schleifmittel bestehend aus mindestens drei Gefügebestandteilen, von denen ein Gefügebestandteil als α - Al_2O_3 -Matrix und die übrigen als diskontinuierliche Gefügebestandteile mit gleicher Form aus der Gruppe kugelförmig, plättchen- oder whiskerförmig, und unterschiedlicher mittlerer Partikelgröße vorliegen, dadurch gekennzeichnet, daß sich zumindest zwei diskontinuierliche Gefügebestandteile voneinander in der mittleren Partikelgröße um wenigstens den Faktor 10 unterscheiden, wobei die mittlere Partikelgröße sich jeweils auf gleichnamige Abmessungen, also den Durchmesser bei kugelförmigen oder plättchenförmigen, die Dicke bzw. Länge bei plättchen- oder whiskerförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteilen, bezieht.
2. Keramisches Kompositmaterial für Schleifmittel bestehend aus mindestens drei Gefügebestandteilen, von denen ein Gefügebestandteil als α - Al_2O_3 -Matrix und die übrigen als diskontinuierliche Gefügebestandteile vorliegen, wobei zumindest zwei diskontinuierliche Gefügebestandteile unterschiedliche mittlere Partikelgröße aufweisen, von denen der Gefügebestandteil mit geringerer mittlerer Partikelgröße kugelförmig und der zumindest eine größere Gefügebestandteil plättchen- oder whiskerförmig ist, dadurch gekennzeichnet, daß die mittlere längere Abmessung des größeren diskontinuierlichen Gefügebestandteiles, das ist der mittlere Durchmesser bei plättchenförmigen und die mittlere Länge bei whiskerförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteilen, zumindest um den Faktor 50, vorzugsweise zumindest um den Faktor 100 und die mittlere kürzere Abmessung des größeren diskontinuierlichen Gefügebestandteiles, das ist die mittlere Dicke der Plättchens oder Whisker, zumindest um den Faktor 10 größer ist als der mittlere Durchmesser des kugelförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteiles.
3. Keramisches Kompositmaterial für Schleifmittel bestehend aus mindestens drei Gefügebestandteilen, von denen ein Gefügebestandteil als α - Al_2O_3 -Matrix und die übrigen als diskontinuierliche Gefügebestandteile vorliegen, wobei zumindest zwei diskontinuierliche Gefügebestandteile unterschiedliche mittlere Partikelgröße aufweisen, von denen der Gefügebestandteil mit größerer mittlerer Partikelgröße kugelförmig und der zumindest eine kleinere Gefügebestandteil plättchen- oder whiskerförmig ist, dadurch gekennzeichnet, daß die mittlere längere Abmessung des kleineren diskontinuierlichen Gefügebestandteiles, das ist der Durchmesser bei plättchenförmigen- und die Länge bei whiskerförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteilen, weniger als ein Fünftel des mittleren Durchmessers des kugelförmigen diskontinuierlichen Gefügebestandteiles beträgt.
4. Keramisches Kompositmaterial für Schleifmittel

nach einem der Ansprüche 1 bis 3, dadurch gekennzeichnet, daß die diskontinuierlichen Gefügebestandteile aus der Gruppe Aluminate, CeO_2 , ZrO_2 , SiC , TiB_2 , Si_3N_4 , CeAlO_3 , $\text{Mg}_x\text{Al}_y\text{-TiO}_z$, wobei x und y zwischen 0 und 1, z zwischen 2 und 5 liegt, AlN , bO_4 , Nioboxid und Poren gewählt sind.

5. Keramisches Kompositmaterial für Schleifmittel nach einem der Ansprüche 1 bis 4, dadurch gekennzeichnet, daß die Kriechgeschwindigkeit des Materiales im Druckversuch nicht mehr als $1 \cdot 10^{-6}$ /s bei 1200°C , vorzugsweise nicht mehr als $7 \cdot 10^{-7}$ /s, beträgt, die Porosität nicht mehr als 5 Vol%, die Härte HV 500 über 18 GPa liegt und die Reißzähigkeit K_{1c} des Materiales ohne den größten diskontinuierlichen Gefügebestandteil mehr als $3,5 \text{ MPam}^{1/2}$ beträgt.

6. Keramisches Kompositmaterial für Schleifmittel nach einem der Ansprüche 1 bis 5, dadurch gekennzeichnet, daß die Matrixkristallgröße d_0 kleiner ist als der 10te Teil des mittleren Abstands zwischen den Partikeln der größten diskontinuierlichen Gefügebestandteile.

7. Verfahren zur Herstellung eines keramischen Kompositmaterials nach einem der Ansprüche 1 bis 6, dadurch gekennzeichnet, daß das Kompositmaterial mittels eines Sol-Gel-Prozesses hergestellt wird.

8. Verwendung des keramischen Kompositmaterials nach einem der Ansprüche 1 bis 6 als Schleifkorn in gebundenen Schleifmitteln, in Schleifmitteln auf Unterlage oder als loses Schleifmaterial.

Hierzu 1 Seite(n) Zeichnungen

- Leerseite -

THIS PAGE BLANK (USPTO)

TABELLE													
Diskontinuierliche Gefügebestandteile													
Nr	Art	3	2	Mikrostruktur (µm)			KG 3	HV	KRG	K1c	Schleifleistung		
				(µm)	(µm)	(µm)					Bänder	Scheiben	
											(%)	(%)	
1	SIC	Aluminat		0,3	25	4		21,0	10,0		4,5	210	120
2	Poren	Aluminat	CeO2	0,2	20	3	0,3	24,0	6,0		5,0	210	170
3	Poren	CeO2		1,1	4	0,2		21,0	2,0		4,2	110	140
4	CeO2	ZrO2		0,9	2	0,1		22,0	0,8		5,0	150	200
5	Sic	SIC		0,5	0,8	0,03		23,0	1,0		5,0	140	220
6	ZrO2	CeAlO3		1	5	0,3		21,0	2,0		4,5	115	130
7	AlNbo4	Titanat		1	10	0,2		21,0	5,0		4,6	190	110
8	Poren	AlNbo4		0,7	20	0,2		22,0	6,0		4,4	200	160
9	SIC	Poren		0,3	25	0,1		24,0	9,5		4,0	180	105
10	Poren	Titanat		2	5	0,2		20,0	1,0		4,6	105	150
11	Titanat	Aluminat		1,5	8	1,5		22,0	2,0		4,5	140	110
12	SIC	TiB2	Poren	1,5	25	1,5	0,1	21,0	2,0		4,0	200	110
13	Poren	Aluminat		1,5	20	3		21,0	3,0		4,6	150	110
14	SIC	CeO2		0,5	25	0,2		23,0	7,0		4,1	200	180
15	AlNbo4	ZrO2		4	10	0,3		20,0	0,7		4,9	170	140
16	CeAlO3	SIC		1	29	0,03		22,0	0,5		4,8	210	220
17	Titanat	CeAlO3		1,1	3	0,3		22,0	8,0		4,3	180	150
18	SIC	Titanat		2	25	0,5		21,0	3,0		4,6	190	140
19	SIC	SIC		0,5	0,8	0,03		23,0	1,5		4,9	130	210
20	SIC	SIC		1,5	25	0,8		21,0	4,0		4,5	220	130
21	SIC	TiN	SIC	1,5	25	0,8	0,03	21,0	2,0		5,1	210	195
22	Poren	Si3N4	Titanat	1,1	6	0,5	0,2	21,0	4,0		5,1	200	180
23	Aluminat	SIC		0,9	10	0,03		22,0	0,5		5,2	150	200
24	-	-		0,5	-	-		24,0	12,0		2,5	100	100
25	Aluminat	ZrO2		0,4	0,8	0,03		21,0	15,0		4,1	95	120
26	-	SIC		0,3	0,03	0,03		23,0	2,5		4,9	100	110
27	SIC	-		0,5	25	-		24,0	20,0		2,6	120	80
*) KRG = die Kriechgeschwindigkeit wird in 10 ⁻⁷ /s angegeben													
KGA = Kristallgröße der Al2O3-Matrix													
KG1, KG2, KG3 = mittlere Durchmesser der diskontinuierlichen Gefügebestandteile													

*) KRG die Kriechgeschwindigkeit wird in 10⁻⁷/s angegebenKGA = Kristallgröße der Al₂O₃-Matrix

KG1, KG2, KG3 = mittlere Durchmesser der diskontinuierlichen Gefügebestandteile